



P2001-234239A

(54) [Title of the Invention] METHOD OF PRODUCING SUPERFINE GRAIN  
FERRITIC TEXTURE STEEL

(57) [Summary]

[Object]

To easily provide superfine grain ferritic texture steel having a ferritic grain size of 0.7  $\mu\text{m}$  or less.

[Solving Means]

Multi-pass rolling of 50% or more of the whole is performed in a temperature region of 570°C or below in which the ferrite is not recrystallized, and subsequently, rolling is performed within the final two passes in a temperature region higher than this and in which the ferrite is dynamically recrystallized.

[Claims]

[Claim 1] A method of producing superfine grain ferritic texture steel characterized by including the step of performing multi-pass rolling of 50% or more of the whole in a temperature region in which the ferrite is not recrystallized, and subsequently performing rolling within two passes in a temperature region in which the ferrite is dynamically recrystallized.

[Claim 2] A method of producing superfine grain ferritic texture steel characterized by heating a steel to 900°C or higher, performing multi-pass rolling of 30% or more at a temperature higher than the Ar1 point, and subsequently performing the rolling of claim 1.

[Claim 3] The method of producing superfine grain ferritic texture steel according

to claim 1 or 2, characterized by performing rolling that is accompanied by deformation in which the sample cross section shape during the rolling is other than a similar shape, with the use of a multi-pass bore-type rolling machine.

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Technical Field to which the Invention Pertains]

The invention of this application relates to a steel product, and more particularly to a method of producing a steel material being highly strong, highly tough, excellent in weldability, and made mainly of a ferritic texture with uniform grains with a grain size of 0.7  $\mu\text{m}$  or less.

[0002]

[Prior Art and Problems thereof to be Solved]

Conventionally, it is known that aiming at reducing the ferrite crystal grain size in a low-carbon steel is a good means for improving the strength of the steel and improving the toughness.

[0003]

Also, it is known that, in order to increase the strength of a steel to be double or more, the ferritic crystal grain size must be 0.7  $\mu\text{m}$  or less. Conventionally, however, it was extremely difficult to obtain a superfine grain ferritic crystal grain bulk material of 0.7  $\mu\text{m}$  or less.

[0004]

Under these circumstances, methods of improvement for reducing the ferritic grain

size have been devised. For example, there have been proposed a mechanical milling method such as shown in CAMP-ISTJ, Vol. 11(1998), p. 1035 by which rigid balls and material steel powder are put into a rotating pot such as shown in the magazine of the Japan Institute of Metals, Vol. 57, No. 3(1993), p. 254 to strongly process and solidify the powder for molding, a repeated lap joining rolling (ARB) method by which a steel is subjected to repetition of rolling, cutting into halves, and superposing them for further rolling, an ECAP method by which steel is let to pass through an L-shaped mold to intentionally introduce a shear strain for making the texture fine such as shown in Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 29(1998), p. 2237, and the like.

[0005]

However, these techniques raise problems such as the need for time to produce the steel or difficulty of mass production, thereby raising a problem of difficulty of use in an industrial scale.

[0006]

Therefore, an object of the invention of this application is to solve the aforementioned problems of the prior art and to provide a novel method of producing a steel material excellent in strength and toughness, having a good weldability, and in which the whole of the steel is made of superfine ferritic grains of 0.7  $\mu\text{m}$  or less.

[0007]

[Means for Solving the Problems]

In order to solve the aforementioned problems, the invention of this application firstly provides a method of producing superfine grain ferritic texture steel characterized by

including the step of performing multi-pass rolling of 50% or more of the whole in a temperature region in which the ferrite is not recrystallized, and subsequently performing rolling within two passes in a temperature region in which the ferrite is dynamically recrystallized.

[0008]

Also, the invention of this application secondly provides a method of producing superfine grain ferritic texture steel by adding a step of obtaining a fine starting material, characterized by heating the steel first to 900°C or higher, performing multi-pass rolling of 30% or more at a temperature higher than the Ar1 point, and subsequently performing the aforesaid multi-pass rolling of 50% or more of the whole and subsequent rolling within the two passes.

[0009]

Further, the invention of this application thirdly provides a method of producing superfine grain ferritic texture steel, characterized by performing rolling that is accompanied by deformation in which the sample cross section shape during the rolling is other than a similar shape, with the use of a bore-type rolling machine.

[0010]

[Detailed Description of the Embodiments]

The invention of this application has the characteristics exactly mentioned above. Embodiments of the invention will be described below.

[0011]

First, in the first inventive method of this application, multi-pass rolling of 50% or

more is performed on a steel material in a temperature region in which the ferrite is not recrystallized. Subsequently, it is heated to a temperature region in which the ferrite is dynamically recrystallized, and rolling of one or two passes is performed for dynamic recrystallization. By including these steps, a steel material is produced in which the whole of the steel is made of a superfine grain ferritic texture with uniform grains of 0.7  $\mu\text{m}$  or less.

[0012]

The reason why multi-pass rolling of 50% or more is carried out in a temperature region in which the ferrite is not recrystallized is for making and incorporating sources of the nuclei necessary for dynamic recrystallization in a later step. By creating more sources of the recrystallization nuclei at this stage, the ferrite grain size finally obtained will be a finer one. When recrystallization occurs at this stage of multi-pass rolling, the obtained ferrite grains are liable to become mixed grains.

[0013]

For this reason, in the multi-pass rolling serving as the former step, it is essential that the steel material is rolled in a temperature region of 570°C or lower in which the ferrite is not recrystallized. A more preferable heating temperature range is 500 to 570°C. Then, in the multi-pass rolling, rolling of 50% or more is carried out, more preferably 85% or more.

[0014]

Also, in the invention of this application, the reason why it is heated to a temperature region in which the ferrite is dynamically recrystallized so as to dynamically

recrystallize the processed texture by performing rolling of one or two passes as a later step is for causing recrystallization at a time from the aforesaid recrystallization nuclei by dynamic recrystallization through rolling of one or two passes to create a superfine ferritic grain texture.

[0015]

At this time, the final one or two passes must be heated to a high temperature as quickly as possible. For this reason, a heating method such as high-frequency induction heating may be employed, or process heat generation accompanying the rolling process can be used as well; however, it is easy and effective to adopt a method by process heat generation and use the process heat generation within the final one or two passes. The reason for this is that, by increasing the substantial area reduction ratio of the final one or two passes relative to the other passes, a larger process heat generation occurs, thereby enabling dynamic recrystallization.

[0016]

Here, the dynamic recrystallization temperature of the ferrite varies in accordance with the components, the processed amount, and the strain rate; however, in a state in which nuclei for dynamic recrystallization are prepared in advance, a temperature range of, for example, 550°C to  $A_e$  is exemplified.

[0017]

The rolling in a dynamic recrystallization temperature region of ferrite serving as a later step is carried out in one or two passes. The reason for this is that, by rolling that exceeds two passes, the texture is liable to become mixed grains. Also, the pressing-down

ratio of rolling in one or two passes is not particularly limited.

[0018]

Then, in the above-described first inventive method of this application, the finer the grain size of the object starting steel material is, the better. Therefore, it is effective to heat the starting steel material to 900°C or higher in advance to turn the steel into austenite and perform multi-pass rolling of 30% or more in a temperature range higher than the Ar1 point. By performing processing above the Ar1 point, a finer ferritic texture is obtained all through the subsequent transformation during the cooling.

[0019]

With the processing of less than 30%, reducing the size of the texture after transformation is not so effective. Further, in the invention of this application, bore-type rolling can be used for the aforesaid rolling. In this case, in particular, by devising the bore shape, the texture of the bar material finally obtained can be more isometricized. At that time, with regard to the bore shape of the multi-pass rolling, the texture of not only the T-cross-section but also the L-cross-section can be isometricized by rolling to accompany deformation in which the sample cross section shape during the rolling is other than a similar deformation, by successively passing the sample through passes with different bore shapes such as a quadrangle or a triangle, or by inserting the sample into a rolling machine while rotating the sample even if the bore shapes are similar. Here, the meaning of the statement of “to accompany deformation in which the sample cross section shape during the compression is other than a similar deformation, by inserting the sample into a rolling machine while rotating the sample even if the bore shapes are similar” refers, for example,

to the following processing mode. Namely, in passing a sample having a square cross section through a square bore, if the sample is passed by matching the center of the sides of the bore with the corners of the sample, the cross section of the sample once becomes an octagon during the rolling, and finally becomes a square. This is different from the case in which, when the corners of the bore and the sample are matched with each other, the sample is compressed and deformed while maintaining the similar shape. Also, the "T-cross-section" as herein mentioned refers to the cross section obtained by cutting perpendicularly with respect to the longitudinal direction of the bar, and the "L-cross-section" refers to the cross section obtained by cutting horizontally.

[0020]

The cooling after rolling processing in this invention is not particularly limited; however, it is desirable in view of preventing the ferrite grains from becoming coarse to cool at a comparatively high cooling speed, for example, of 10°C /s or more.

[0021]

Further, the kind of the steel material in the invention of this application is not strictly limited; however, those having a composition (wt%) shown below, for example, can be exemplified as preferable ones.

[0022]

C: 0.25 or less, Si: 0.10 to 1.00, Mn: 0.50 to 2.00, P: 0.08 or less, S: 0.010 or less, N: 0.010 or less, Al: 0.050 or less, Fe: balance. Of course, it goes without saying that mixing of unavoidable impurities from the source material or production steps is allowed.

[0023]



Hereafter, the invention of this application will be described in further detail by showing Examples.

[0024]

[Examples]

<Example 1>

A steel material having a chemical composition (wt%) of C/0.15, S/0.28, Mn/1.45, P/0.005, S/0.0004, Al/0.031, N/0.0016, Fe/balance and having a shape of  $115 \phi \times 500$  mm was heated to 900°C for one hour, and 9-pass 46% groove roll rolling was carried out in an austenite region of 700 to 750°C in which it is austenite at least before the start of the processing, and subsequently 20-pass 90% groove roll rolling was carried out in a ferrite region of 570 to 600°C. Thereafter, 2-pass strong-processing groove roll rolling (area reduction ratio of 50%) in which the rolling temperature became 610°C by process heat generation was carried out, followed by cooling with water. This completed a sample steel material A1.

[0025]

It assumed a processed ferrite texture just before the final two passes, but dynamic recrystallization occurred in the final two passes, whereby it assumed a superfine grain ferrite crystal (having a grain size of 0.7  $\mu$ m or less) texture. The obtained steel material A1 had a hardness of 240 (Hv). Fig. 1 is an electron micrograph that exemplifies this texture.

<Example 2>

In Example 1, 20-pass 95% groove roll rolling was carried out at a temperature of

570 to 550°C which is a ferrite region without performing rolling in an austenite region, and subsequently 2-pass strong-processing groove roll rolling (area reduction ratio of 60%) was carried out at 620°C, followed by cooling with water to obtain a sample steel material A2.

[0026]

This one had a ferritic grain size of 0.7  $\mu\text{m}$  or less, and the hardness thereof was 230 (Hv).

<Comparative Example 1>

For comparison, in Example 1, in addition to the final 2-pass 610°C groove roll rolling (50%), 2-pass 610°C groove roll rolling (area reduction ratio of 32%) was further carried out, followed by cooling with water to obtain a sample steel material B.

[0027]

This steel material B had a ferritic grain size of 1.8  $\mu\text{m}$  in average, and the texture thereof was as shown in Fig. 2. The steel material B had a hardness of 180 (Hv).

[0028]

[Effects of the Invention]

As described above in detail, according to the invention of this application, a superfine grain ferritic texture steel having a ferritic grain size of 0.7  $\mu\text{m}$  or less can be easily produced by rolling with controlled temperature.

[Brief Description of the Drawings]

[Fig. 1] is an electron micrograph that substitutes for a drawing that exemplifies a texture of a steel material A1 of Example 1.

[Fig. 2] is an electron micrograph that substitutes for a drawing that exemplifies a texture of a steel material B of Comparative Example 1.

[Fig. 3] is an electron micrograph that substitutes for a drawing that exemplifies a texture of a steel material C of Comparative Example 2.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2001-234239  
(P2001-234239A)

(43) 公開日 平成13年8月28日 (2001.8.28)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	キーワード (参考)
C 2 1 D 8/00		C 2 1 D 8/00	B 4 E 0 0 2
B 2 1 B 1/16		B 2 1 B 1/16	B 4 K 0 3 2
3/00		3/00	D
C 2 1 D 8/06		C 2 1 D 8/06	A
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B
審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 4 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2000-49633 (P2000-49633)

(22) 出願日 平成12年2月25日 (2000.2.25)

(71) 出願人 301023238

独立行政法人物質・材料研究機構  
茨城県つくば市千現一丁目2番1号

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社  
兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 林 透

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学  
技術庁金属材料技術研究所内

(74) 代理人 100093230

弁理士 西澤 利夫

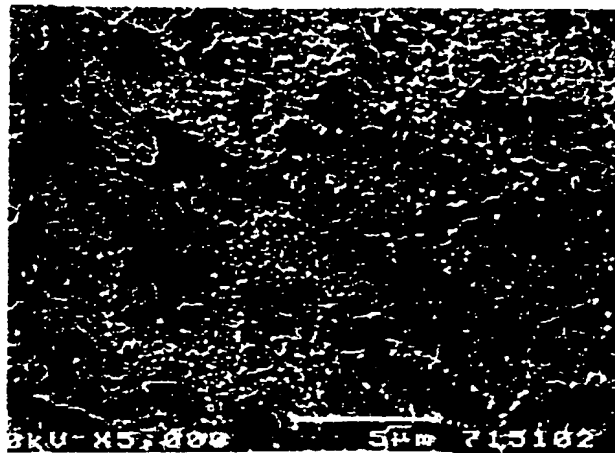
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 超微細粒フェライト組織鋼の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 フェライト粒径0.7  $\mu\text{m}$ 以下の超微細粒フェライト組織鋼を容易に提供する。

【解決手段】 570℃以下のフェライトが再結晶しない温度領域で全50%以上の多パス圧延を行い、次いで最終の2パス以内にこれより高温でフェライトが動的再結晶する温度領域で圧延する。



**【特許請求の範囲】**

【請求項1】 フェライトが再結晶しない温度領域で全50%以上の多パス圧延を行い、次いで2パス以内でフェライトが動的再結晶する温度領域で圧延する工程を含むことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法。

【請求項2】 鋼を900℃以上に加熱し、Ar1点より高温にて30%以上の多パス圧延を行い、次いで請求項1の圧延を行うことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法。

【請求項3】 多パスの穴型圧延機を用いて、圧延中の試料断面形状が相似形以外の変形を伴う圧延を行うことを特徴とする請求項1または2の超微細粒フェライト組織鋼の製造方法。

**【発明の詳細な説明】****【0001】**

【発明の属する技術分野】 この出願の発明は、鋼製品に関し、さらに詳しくは、高強度で、高靱性で、かつ溶接性にも優れた、結晶粒径0.7μm以下で整粒のフェライト組織を主体とした鋼材の製造方法に関するものである。

**【0002】**

【従来の技術とその解決課題】 従来より、低炭素鋼においてフェライト結晶粒径の微細化を図ることが、鋼の強度を向上させ、かつ靱性を向上させる有力な手段であることが知られている。

【0003】そして、鋼の強度を2倍以上にするためには、フェライト結晶粒径0.7μm以下にする必要があることも知られている。しかしながら、従来では、0.7μm以下の超微細粒子フェライト結晶粒バルク材を得ることは非常に困難であった。

【0004】このような状況において、フェライトの粒径の微細化についての改善方法が案出されてきている。たとえば、日本金属学会誌、第57巻第3号(1993)p.254に示されているような回転するポットの中に剛体球と原料鋼粉末を入れて粉末を強加工し、固化成形する、CAMP-ISTJ, Vol.11(1998)p.1035に示されているようなメカニカルミリング法、鋼を圧延して半分に切断し、これを重ねてさらに圧延することを繰り返す、繰り返し重ね接合圧延(ARB)法や、METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, Vol.29(1998)p.2237に示されているようにL字型の型の中を鋼を通過させて意図的に剪断歪みを導入し組織を微細化するECAP法等が提案されている。

【0005】しかしながら、これらの手法は鋼の製造に時間がかかることや、あるいは大量生産が困難であるなどの問題があり、工業的規模での利用が難しいという問題があった。

【0006】そこで、この出願の発明は、上記のとおり

さらには溶接性も良好な、鋼全体が0.7μm以下の超微細フェライト粒からなる鋼材の新しい製造方法を提供することを課題としている。

**【0007】**

【課題を解決するための手段】 この出願の発明は、上記の課題を解決するものとして、第1には、フェライトが再結晶しない温度領域で全50%以上の多パス圧延を行い、次いで2パス以内でフェライトが動的再結晶する温度領域で圧延する工程を含むことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法を提供する。

【0008】また、この出願の発明は、第2には、微細な出発材料を得るための工程を追加し、先ず鋼を900℃以上に加熱し、Ar1点より高温にて30%以上の多パス圧延を行い、その後前記した全50%以上の多パス圧延、及びこれに続く2パス以内の圧延を行うことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法を提供する。

【0009】さらに、この出願の発明は、第3には、穴型圧延機を用いて、圧延中の試料断面形状が相似形以外の変形を伴う圧延を行うことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法を提供する。

**【0010】**

【発明の実施の形態】 この出願の発明は上記のとおりの特徴を有するものであるが、以下にその実施の形態について説明する。

【0011】まず、この出願の第1の発明方法においては、鋼材をフェライトが再結晶しない温度領域で50%以上の多パス圧延を行う。次いでフェライトが動的再結晶する温度領域に加熱し、1ないし2パスの圧延を行い、動的再結晶させる。これらの工程を含むことによって、鋼全体が0.7μm以下の整粒である超微細粒フェライト組織からなる鋼材を製造する。

【0012】フェライトが再結晶しない温度領域で50%以上の多パス圧延を行うことの理由は、後工程での動的再結晶に必要な核の元を作り込んでおくためである。この段階でより多くの再結晶核の元を創製することにより最終的に得られるフェライト粒径はより微細なものになる。この多パス圧延の段階で再結晶を起こした場合には、得られるフェライト粒径は混粒になりやすい。

【0013】このため、前工程としての多パス圧延では、鋼材を570℃以下のフェライトが再結晶しない温度領域で圧延することが欠かせない。より好ましい加熱温度の範囲は、500～570℃である。そして、多パス圧延では50%以上の圧延とするが、より好ましくは85%以上である。

【0014】また、この出願の発明において、後工程として、フェライトが動的再結晶する温度領域に加熱し、1～2パスの圧延を行って加工組織を動的再結晶させることの理由は、1～2パスの圧延で動的再結晶させることで、前記の再結晶の核から一度に再結晶を起こさせ超

微細フェライト粒組織を創製するためである。

【0015】このとき、最終1～2パスを高温にする加熱はできるだけ迅速に行う必要がある。そのため、高周波誘導加熱などの加熱方法を採用してもよいし、あるいは、圧延加工にともなう加工発熱を用いることができるが、加工発熱による方法を採用し、最終1～2パスで加工発熱を利用するのが簡単で有効である。その理由は、最終1～2パスの実質減面率を他のパスに対して増加させることにより大きな加工発熱が起こり動的再結晶が可能になるからである。

【0016】なお、フェライトの動的再結晶温度は、成分、加工量、ひずみ速度によって異なるが、動的再結晶のための核があらかじめ用意されている状態では、たとえば550℃～A<sub>e</sub>の温度範囲が例示される。

【0017】後工程としての、フェライトの動的再結晶温度領域での圧延は1ないし2パスとするが、これは2パスを超える圧延では組織が混粒になりやすいからである。また1ないし2パスでの圧延の圧下率については特に限定されることはない。

【0018】そして、この出願の以上のとおりの第1の発明の方法において、対象とする出発鋼材の結晶粒径は、微細であれば微細であるほど良い。そこで、あらかじめ出発鋼材を900℃以上に加熱しオーステナイト化し、A<sub>r1</sub>点より高い温度範囲で30%以上の多パス圧延を行うことが有効である。A<sub>r1</sub>点以上で加工を行うことにより、その後の冷却中の変態を通じてより微細なフェライト組織が得られる。

【0019】30%未満の加工では、変態後の組織を微細化する効果はあまり大きくない。また、この出願の発明では、前記の圧延には穴型圧延を用いることもできる。この場合には特に、穴形状を工夫することで最終的に得られる棒材の組織をより軸等化することが可能となる。その際、多パス圧延の穴形状については、特に、四角形、三角形等の穴形状が異なるパスを順次通すか、あるいは、穴形状は相似形であっても試料を回転させて圧延機に挿入することで、圧延中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴うように圧延することにより、T断面だけでなく、L断面の組織も等軸化することが可能である。ここで「穴形状は相似形であっても、試料を回転させて圧延機に挿入することで、圧縮中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴う」と言うことの意味は、例えば、正方形の穴に正方形の断面をもつ試料を通すとき、穴の辺の中央と試料の角を合わせ通すと、試料の断面は圧延中に一旦、八角形となり最終的に正方形となる加工態様をいい、穴と試料の角を相互に合わせる場合に、試料は相似形のまま圧縮変形するが、このような場合は異なっている。また、ここで言う「T断面」とは棒の長手方向に対して垂直に切断した断面であり、「L断面」とは水平に切断した断面を言う。

【0020】この発明での圧延加工後の冷却は特に限定

されないが、例えば10℃/s以上の比較的速い冷却速度で冷却することがフェライト粒の粗大化を防止する観点から望ましい。

【0021】また、この出願の発明における鋼材の種類については、厳密な限定はないが、たとえばその組成（重量%）が以下のものを好適なものとして例示することができる。

【0022】C：0.25以下

Si：0.10～1.00

Mn：0.50～2.00

P：0.08以下

S：0.010以下

N：0.010以下

Al：0.050以下

Fe：残部

もちろん、原料や製造工程からの不可避的不純物の混入が許容されることは言うまでもない。

【0023】以下、実施例を示し、この出願の発明について、さらに詳しく説明する。

【0024】

【実施例】＜実施例1＞化学組成（重量%）がC/0.15、S/0.28、Mn/1.45、P/0.005、S/0.0004、Al/0.031、N/0.0016、Fe/残部であって、その形状が115φ×500mmの鋼材を900℃に1h加熱し、少なくとも加工開始前はオーステナイトである、オーステナイト域の700～750℃で9パス46%溝ロール圧延し、次いでフェライト域の570～600℃で20パス90%の溝ロール圧延し、その後、加工発熱で圧延温度が610℃となる2パスの強加工溝ロール圧延（減面率50%）を行い、その後水冷した。これによって、試料鋼材A1を得た。

【0025】最終の2パス直前または加工フェライト組織であったが、最終2パスで動的再結晶が起こり、超微細粒子フェライト結晶（粒径0.7μm以下）組織となった。得られた鋼材A1の硬さは240（Hv）であった。図1は、この組織を例示した電子顕微鏡写真である。

＜実施例2＞実施例1において、オーステナイト域での圧延を行わずに、フェライト域の570～550℃の温度で、20パス95%の溝ロール圧延し、その後620℃で、2パスの強加工溝ロール圧延（減面率60%）を行い、その後水冷した。試料鋼材A2を得た。

【0026】このもののフェライト粒径は0.7μm以下であり、その硬さは230（Hv）であった。

＜比較例1＞比較のために、実施例1において、最終2パス610℃溝ロール圧延（50%）に加えて、さらに2パス610℃溝ロール圧延（減面率32%）を行い、その後水冷し、試料鋼材Bを得た。

【0027】この鋼材Bのフェライト粒は、平均1.8

$\mu\text{m}$ であって、その組織は、図2に示されたものであった。また、鋼材Bの硬さは180 (Hv) であった。

【0028】

【発明の効果】以上詳しく説明したとおり、この出願の発明によれば、フェライト粒径0.7  $\mu\text{m}$ 以下の超微細粒子フェライト組織鋼を、温度制御された圧延によって容易に製造することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例1の鋼材A1の組織を例示した図面に代わる電子顕微鏡写真である。

【図2】比較例1の鋼材Bの組織を例示した図面に代わる電子顕微鏡写真である。

【図3】比較例2の鋼材Cの組織を例示した図面に代わる電子顕微鏡写真である。

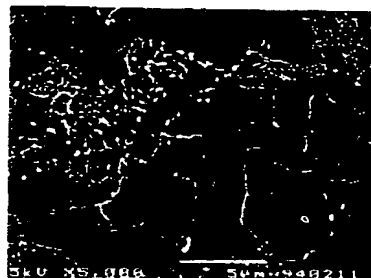
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 7

識別記号

F I

ターコード (参考)

C 2 2 C 38/06

C 2 2 C 38/06

(72) 発明者 鳥塚 史郎

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学  
技術庁金属材料技術研究所内

(72) 発明者 長井 寿

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学  
技術庁金属材料技術研究所内

(72) 発明者 津崎 兼彰

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学  
技術庁金属材料技術研究所内

Fターム (参考) 4E002 AA07 AC12 AC14 BB01 BB06

BC01 BC07 BD09 CA11 CB01

4K032 AA04 AA05 AA16 AA17 AA21

AA27 AA29 AA31 AA32 BA02

CA01 CA02 CA03 CB02 CC01

CC02 CD03

Best Available Copy